

**Т. Ю. Барсукова<sup>\*</sup>, Д. О. Панов<sup>\*\*</sup>**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь

<sup>\*</sup>tanok4444@yandex.ru, <sup>\*\*</sup>dimtak-panov@mail.ru

Научный руководитель – проф., д-р техн. наук Ю. Н. Симонов

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 10Х3ГЗМФС ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР

Получены данные по механическим свойствам стали 10Х3ГЗМФС после закалки из МКИТ. Проведены дилатометрические исследования  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве и выдержке в МКИТ. Структурные исследования показали три стадии предпочтительного выделения зародышей аустенита: на первой стадии аустенит выделяется по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных пакетов, на второй – по межреечным границам исходной  $\alpha$ -фазы, на третьей – аустенит образуется внутри рейки исходного мартенситного пакета.

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая сталь, межкритическая закалка, фазовые превращения, многофазная структура, дилатометрия.

***T. Y. Barsukova, D. O. Panov***

## FEATURES OF STRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL FE-0,1C-3MN-3CR-MO-SI AFTER QUENCHING FROM INTERCRITICAL TEMPERATURE RANGE

Dilatometric studies of  $\alpha \rightarrow \gamma$  transformation during heating and soaking in intercritical temperature range have been carried out. Structural studies showed three stages of the preferred isolation of austenite embryos: in the first stage, austenite is separated along the boundaries of the former austenite grains and martensitic packets, at second stage – along the interstitial boundaries of the initial  $\alpha$ -phase, third – austenite is formed inside the rod of initial lath martensite.

*Keywords:* low-carbon steel, intercritical quenching, phase transformations, multiphase structure, dilatometry.

Образование многофазной структуры в результате закалки с температур межкритического интервала позволяет получить благоприятное сочетание характеристик прочности и надежности низкоуглеродистой стали благодаря протеканию процессов полигонизации исходной мартенситной  $\alpha$ -фазы, фрагментированию при мартенситном превращении тонких пластин аустенита, сформированных при нагреве и

выдержке в МКИТ, стабилизации аустенита за счет дисперсности и обогащения  $\gamma$ -стабилизаторами, в том числе углеродом [1–5]. Целью данной работы было изучение взаимосвязи температуры нагрева, эволюции микроструктуры и изменения свойств перспективной мартенситной стали 10X3Г3МФС при изотермической аустенизации в межкритическом интервале температур.

В закалочном dilatометре Linseis R.I.T.A. L78 образцы закаленной стали 10X3Г3МФС (химического состава (% масс.): C = 0,1; Si = 1,25; Mn = 2,51; Cr = 2,75; V = 0,12; Mo = 0,40; S = 0,008; P = 0,019) нагревали в межкритический интервал температур (715, 750, 800, 860 °C) со скоростью 1,5 °C/с в течение 9 часов. Температуры изотермической выдержки 715, 800, 860 °C соответствуют максимумам скорости превращения стали 10X3Г3МФС в интервале МКИТ в данных условиях нагрева. Металлографический анализ проводили на dilatометрических образцах с использованием светового микроскопа OLYMPUS GX 51. Механические свойства определяли при помощи универсальной гидравлической системы для статических испытаний INSTRON-SATEC 300 LX и маятникового копра КМ-30 на образцах, обработанных по режиму нагрева посадкой в горячую печь (скорость нагрева порядка 1,5 °C/с) до температур 800 или 860 °C, выдержки 2 часа и последующей закалки на воздухе. Электронно-микроскопические исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Температура изотермической выдержки в МКИТ определяет соотношение аустенита, сформированного в атермических (до температуры изотермической выдержки) и в изотермических (при температуре выдержки) условиях. С увеличением температуры изотермической выдержки доля изотермического аустенита снижается с 80 % (715 °C, 750 °C) до 13 %, а доля атермического аустенита возрастает до 87 %. Основная доля превращения протекает в течение 2 часов.

В процессе нагрева и выдержки при 715 °C и 750 °C идут процессы отпуска  $\alpha$ -фазы с сохранением пакетно-реечного строения, выделения карбидов, развивается первая стадия аустенитизации – зародыши аустенита выделяются на границах бывших аустенитных зерен и границах исходных пакетов мартенсита. Увеличение температуры нагрева приводит к росту доли вновь образовавшегося аустенита с 26 % до 40 %.

Металлографические и электронно-микроскопические исследования показали наличие по окончании выдержки при температуре 800 °C свежезакаленных мартенситных областей, расположенных по бывшим границам реек отпущенной  $\alpha$ -фазы, то есть о протекании второй стадии выделения зародышей аустенита – по границам реек рекристаллизованной  $\alpha$ -фазы. Незавершенность превращения (80 %) обеспечивает формирование после охлаждения мартенситного каркаса,

содержащего тонкие пластины обогащенного углеродом аустенита и прослойки упрочненной карбидами  $\alpha$ -фазы, сохранившейся внутри исходных реек мартенсита.  $\alpha$ -фаза фрагментирована дислокациями, вблизи границ со свежезакаленным мартенситом наблюдается повышенная плотность хаотично расположенных дислокаций, что является следствием фазового наклепа. На границах бывших аустенитных зерен и бывших границах пакета присутствуют полиэдрической формы области свежезакаленного мартенсита. Повышение температуры нагрева до 860 °С приводит к завершению  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при выдержке и получению структуры мартенсита преимущественно пакетно-реечного строения, в котором встречаются двойникованные участки, образовавшиеся из-за неполной гомогенизации по углероду.

По результатам испытания характеристик прочности и пластичности установлено, что закалка из МКИТ с температуры 800 °С приводит к небольшому снижению временного сопротивления (с 1320 до 1210 МПа - на 8 %), однако предел текучести практически не уменьшается и остается на уровне 910 МПа. Относительное удлинение остается на уровне исходно закаленной стали (14–15 %), а относительное сужение заметно увеличивается (с 54 до 60 %). Существенно, более чем на 70 %, возрастает уровень ударной вязкости КСТ исследуемой стали (до 0,76 МДж/м<sup>2</sup>).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. / В. Д. Садовский. Москва : Металлургия, 1973. 205 с.
2. Липчин Н. Н. Структурный механизм превращений при нагреве стали / Н. Н. Липчин, С. А. Коковьякина // МиТОМ. 1970. № 9. С. 2–7.
3. Счастливцев В. М. Электронно-микроскопические исследования аустенита при нагреве конструкционной стали / В. М. Счастливцев, Н. В. Копцева // ФММ. 1976. Т. 42, № 4. С. 837–847.
4. Zel'dovich V. I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys / V. I. Zel'dovich // Metal Science and Heat Treatment. 2008. Vol. 50. № 9–10. P. 442–448.
5. Structure formation in low-alloy pipe steel during heating in the intercritical temperature range / A. N. Makovetskii [et al.] // The Physics of Metals and Metallography. 2012. Vol. 113. № 7. P. 704–715.